

УДК 621.762:669.715.29

ФОРМУВАННЯ КОМПОЗИЦІЙНИХ ПОКРИТТІВ НА ПОВЕРХНІ АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ Д16 ЗА ДОПОМОГОЮ УЛЬТРАЗВУКОВОЇ УДАРНОЇ ОБРОБКИ

к.т.н., асистент А. П. Бурмак, д.ф.-м.н., проф.. С. М. Волошко,

Національний технічний університет України "Київський політехнічний інститут",

E-mail: burmak@kpm.kpi.ua

Досліджений вплив ультразвукової ударної обробки (УЗУО) в інертному середовищі на структуру, фазовий склад та мікромеханічні властивості композиційних покриттів, сформованих втіленням у поверхневі шари алюмінієвого сплаву Д16 дисперсних частинок зміцнюючих порошків Al_2O_3 , B_4C , BN та багатостінних вуглецевих нанотрубок. Під дією інтенсивної пластичної деформації, спричиненої УЗУО, відбувається часткове подрібнення та втілення частинок порошків і процес наноструктуризації матричного сплаву з формуванням деформаційних композитних шарів. Максимальні зміцнення (200 - 350 %) та зростання зносостійкості (в ~ 7 разів) поверхні сплаву Д16 спостерігаються за умов армування частинками Al_2O_3 і B_4C .

1. ВСТУП

Сплави на основі алюмінію є найбільш поширеними конструкційними матеріалами в авіа- та машинобудуванні. На сьогодні створення матеріалів нового покоління з покращеними функціональними властивостями для роботи в умовах комбінації силових і температурних полів та впливу агресивних середовищ стає актуальним завданням. Перспективними в цьому плані є дисперсно-зміцнені композиційні матеріали.

Існують два основні напрямки отримання таких матеріалів. Перший з них полягає у створенні об'ємних композиційних матеріалів шляхом додавання армуючих частинок в матрицю, яка знаходиться в розплавленому чи в порошкоподібному стані. Після отримання готові вироби піддають термічній обробці чи пресуванню з наступним спіканням [1, 2].

Необхідною і часто достатньою умовою для збільшення ресурсу роботи деталей є формування високих експлуатаційних властивостей виключно приповерхневих шарів матеріалу [3–8]. Це в повній мірі стосується і композитних поверхневих шарів. Тому не менш актуальним є другий підхід при створенні композиційних матеріалів, який полягає у втіленні армуючих частинок в поверхневі шари матеріалу матриці методами лазерного оплавлення [9] або інтенсивної пластичної деформації (ІПД) [10–12]. Група методів ІПД має ряд суттєвих переваг і більш просту технічну реалізацію. По-перше, можливо зміцнювати вже готові деталі та вироби; по-друге, разом із формуванням композиційного покриття відбувається деформаційне зміцнення матеріалу матриці; по-третє не відбувається суттєвого нагрівання зразка, що запобігає протіканню релаксаційних процесів. В якості армуючих частинок можуть використовуватися порошки карбідів (SiC , B_4C), нітридів (BN), інтерметалідів, кераміки (Al_2O_3), вуглецеві матеріали (багатостінні вуглецеві нанотрубки) та ін.

Серед найбільш ефективних методів ІПД для зміцнення і наноструктуризації приповерхневих шарів металів та сплавів слід відзначити ультразвукову ударну обробку (УЗУО) [3–5, 13]. Останнім часом УЗУО використовується і для формування композиційних покриттів [7, 11, 12, 14, 15].

Метою даної роботи є дослідження структури, фазового складу та механічних властивостей композиційних покриттів, сформованих втіленням у поверхневі шари алюмінієвого сплаву Д16 дисперсних частинок Al_2O_3 , B_4C , BN і багатостінних вуглецевих нанотрубок ультразвуковою ударною обробкою.

2. МЕТОДИКА ЕКСПЕРИМЕНТУ

Об'єктом дослідження обрано зразки алюмінієвого сплаву Д16 (склад у ваг. %: Al – 93,6 %, Cu – 3,97 %, Mg – 1,43 %, Mn – 0,625 %, Si – 0,5%) висотою 10,4 мм і діаметром 10 мм, які одержувались шляхом різання промислових (загартованих і зістарених) прутків перпендикулярно напрямку прокатки.

Для формування композитних покриттів методом УЗУО використано дисперсні порошки Al_2O_3 , B_4C , BN, з розміром частинок 20–30 мкм, а також багатостінні вуглецеві нанотрубки (БВНТ). Обробка проводилась в інертному середовищі з метою гальмування механохімічних процесів окиснення, які інтенсивно протікають при УЗУО на повітрі [6].

Ультразвукова ударна обробка здійснювалась на приладі УЗГ-300. Модернізація приладу детально описана в [11], режими УЗУО визначались з урахуванням результатів, опублікованих в [5, 16].

Вимірювання мікротвердості на поверхні зразків проводилось на приладі ПМТ-3 за методом Вікерса при навантаженні 100 г, визначення змін мікротвердості матричного сплаву по товщині композитів – при навантаженні 10 г.

Рентгенівські дослідження проводились з використанням дифрактометра Rigaku Ultima IV (випромінювання $\lambda_{\text{CuK}\alpha}$). Трансмісійний електронно-мікроскопічний аналіз тонких фольг проведений на мікроскопі SELMI 125-K за прискорюючого напруження 100 кВ.

Випробування на зносостійкість здійснювалися в умовах сухого тертя-ковзання за схемою «циліндр – площа» (контр-тіло циліндричної форми з надтвердого сплаву ВК8 діаметром 2-3 мм, амплітуда – 50-500 мкм).

3. ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНІ РЕЗУЛЬТАТИ ТА ОБГОВОРЕННЯ

Результати вимірювання мікротвердості поверхні алюмінієвого сплаву Д16 у вихідному стані, після УЗУО в середовищі газу аргону, та після УЗУО із додаванням в зону ПД різних порошків показують, що використання в даному випадку значного навантаження на індентор (100 г), яке забезпечує отримання відбитків розміром в межах 5-15 мкм і глибиною 1-2,5 мкм, дозволяє отримати інформацію стосовно механічних характеристик композитних шарів в цілому. На величину поверхневої мікротвердості в однаковій мірі впливають і структурний стан матричного сплаву і рівномірно розподілені в ньому частинки армуючих порошків, що потрапляють під індентор при вимірюваннях, підвищуючи, так звану, несучу здатність композиту (load-bearing effect) [15, 17, 18]. Однак, величина несучої здатності залежить від розміру втілених частинок. Вона значна у випадку армування частинками мікронних розмірів [15, 18] і майже відсутня у випадку втілення нанорозмірних порошків, які за умов високої когерентності з кристалічною ґраткою матричного сплаву забезпечують зміцнення в основному за механізмом Орована [17].

Мікротвердість одержаних деформаційних композитів для всіх випадків перевищує значення, отримані за аналогічних режимів УЗУО у інертному газовому середовищі без застосування порошків.

Товщина зміцненого поверхневого шару визначається технологічними режимами УЗУО та мікротвердістю армуючих частинок, а також узгодженістю їх кристалічних ґраток з кристалічною ґраткою матричного сплаву. Для визначення розподілу мікротвердості в тонких приповерхневих композитних шарах використовували невелике навантаження на індентор (10 г), що дозволило охарактеризувати матричний сплав в межах композитного шару з врахуванням зміцнення деформаційної природи, спричиненого мікроструктурними змінами, та опосередкованого впливу полів напружень, обумовлених армуванням частинками різних порошків, а також досить точно визначати товщину модифікованих шарів. Результати вимірювання свідчать про наявність на кожному з них зони, в якій спостерігається значення $H_{V10} \approx 1,5\text{--}1,6$ ГПа, характерне для деформованого сплаву Д16.

При використанні БВНТ мікротвердість зростає в $\sim 2,3$ рази, при цьому ефект зміцнення зберігається на відстані ~ 150 мкм від поверхні, на відстані ~ 230 мкм від поверхні

величина мікротвердості зменшується до вихідних значень (у необробленому стані). Товщина перехідного шару становить ~ 70 мкм.

При обробці з використанням порошку нітриду бору максимальний ефект зміцнення становить приблизно ту ж саму величину, що і для попереднього випадку $\sim 2,5$ рази. Величина мікротвердості поступово, практично монотонно, зменшується і на відстані ~ 150 мкм досягає значень вихідного стану. В проміжку $100\text{--}150$ мкм величина мікротвердості становить $\sim 1,5$ ГПа, що відповідає мікротвердості деформованого сплаву Д16.

При обробці з використанням порошку Al_2O_3 характер зміни мікротвердості подібний до того, що спостерігається після обробки з БВНТ. Проте розмір найбільш зміцненої області становить ~ 70 мкм, величина мікротвердості зменшується від $\sim 4,3$ ГПа до $\sim 2,5$ ГПа.

На рентгенограмах сплаву Д16 після УЗУО з використанням Al_2O_3 присутні рефлекси, як від алюмінію, так і від оксиду алюмінію. За даними кількісного рентгенофазового аналізу кількість оксиду алюмінію в поверхневому шарі зразка товщиною $\sim 10\text{--}20$ мкм становить $\sim 97,2$ ат. %, що і забезпечує найвищі значення мікротвердості в приповерхневому шарі поперечного перерізу серед усіх досліджених композитних шарів.

За даними вимірювання мікротвердості можна зробити висновок, що використання порошку Al_2O_3 дозволяє отримати оптимальне поєднання ефекту зміцнення на поверхні з товщиною зміцненого шару при формуванні деформаційних композитів методом УЗУО. При обробці з використанням карбіду бору характер змін величини мікротвердості подібний до обробки з використанням Al_2O_3 . Величина мікротвердості зменшується від $\sim 1,9$ ГПа до $\sim 1,5$ ГПа на відстані ~ 40 мкм. Розмір перехідної області становить ~ 30 мкм. На відстані ~ 100 мкм від поверхні величина мікротвердості зменшується до значень, характерних для вихідного стану сплаву Д16.

Найвища поверхнева мікротвердість ($\sim 9,5$ ГПа) композитного шару на основі сплаву Д16 досягається введенням у зону обробки порошку B_4C . Дані кількісного рентгенівського аналізу свідчать, що це пов'язано з суттєвою модифікацією структури та складу поверхневого шару сплаву Д16. Після УЗУО сплаву Д16 з використанням порошку B_4C на рентгенограмах з'являються рефлекси від B_4C , AlB_2 та від вуглецю. За даними кількісного аналізу об'ємна частка AlB_2 в поверхневому шарі товщиною $\sim 10\text{--}20$ мкм становить ~ 51 %, тоді як об'ємна частка B_4C не перевищує 10 %. В цьому випадку також спостерігається інтенсивне подрібнення частинок вихідного порошку в процесі УЗУО у зв'язку з їх високою крихкістю ($K_{1C} = 3,3$).

Результати електронної мікроскопії свідчать, що після УЗУО алюмінієвого сплаву Д16 в інертному середовищі з використанням армуючих частинок Al_2O_3 і B_4C в самому поверхневому шарі відбувається наноструктуризація матричного сплаву деформаційного поверхневого композиту, розмір структурних елементів якого складає $\sim 10\text{--}50$ нм, що на два порядки менше ніж середній розмір зерен сплаву Д16 у вихідному стані ($3\text{--}5$ мкм). Нанорозмірні елементи структури мають незначну розорієнтацію, тому картини електронної дифракції не містять азимутально розсіяних рефлексів. Під сформованим композитом (на відстані 40 і 100 мкм у випадках B_4C і Al_2O_3 , відповідно) знаходиться області деформованого алюмінієвого сплаву із середнім розміром зерна $0,5\text{--}1$ мкм (який менше ніж для полікристалічного стану основи) та підвищеною щільністю дислокацій. Це обумовлює появу на профілях мікротвердості зон з приблизно однаковою мікротвердістю ($H_{V10} \approx 1,45\text{--}1,6$ ГПа).

Результати випробувань на зносостійкість свідчать, що у вихідному стані сплав Д16 має найбільшу інтенсивність зношування та високий коефіцієнт тертя ($\mu \approx 0,98$). Коефіцієнти тертя поверхонь зразків після УЗУО зменшуються у всіх випадках і залежать як від середовища обробки, так і від властивостей застосованих порошків армування композиційного покриття. По мірі зменшення інтенсивності зношування та величини коефіцієнта тертя модифіковані поверхневі шари можна розташувати в наступній послідовності: УЗУО із додаванням вуглецевих нанотрубок – УЗУО в аргоні – УЗУО на

повітрі – $\text{УЗУО} + \text{BN} - \text{УЗУО} + \text{Al}_2\text{O}_3 - \text{УЗУО} + \text{B}_4\text{C}$. Найменші значення коефіцієнту тертя мають поверхневі композиційні покриття, які сформовані з використанням порошків B_4C та Al_2O_3 . Спостерігається пряма кореляція між коефіцієнтом тертя та зносостійкістю з поверхневою мікротвердістю і максимальне збільшення зносостійкості спостерігається для композитного шару с порошком карбіду бора, мікротвердість якого має значення $\sim 9,5$ ГПа.

4. ВИСНОВКИ

1. Доведено можливість синтезу за допомогою УЗУО в інертному середовищі високоміцних (до 9,5 ГПа) нанокompозитних покриттів деформаційного походження із більш високими, порівняно із аналогічними умовами оброблення поверхні сплаву Д16, механічними та триботехнічними властивостями.

2. Показано, що структура, механічні та триботехнічні властивості нанокompозитних покриттів деформаційного походження обумовлюються технологічними режимами УЗУО, розміром та мікротвердістю армуючих частинок, а також товщиною прошарку інтерметалідів на міжфазних границях, який забезпечує високу когезію покриття із матрицею.

ЛІТЕРАТУРА

1. I. Borner and J. Eckert, *Mater. Sci. Eng. A*, **226–228**: 541 (1997).
2. S. M. Zabarjad and S. A. Sajjadi, *Mater. Design.*, **27**, № 8: 684 (2006).
3. Г. І. Прокопенко, С. М. Волошко, І. Є. Котенко, А. П. Бурмак, *Наукові вісті НТУУ “КПР”*, №3: 42 (2009).
4. Г. І. Прокопенко, А. Л. Березина, С. М. Волошко, А. П. Бурмак, *Металлофиз. новейшие. технол.*, **32**, №3: 397 (2010).
5. С. І. Сидоренко, С. М. Волошко, І. Є. Котенко, А. П. Бурмак, *Металлофиз. новейшие технол.*, **33**, №12: 1659 (2011).
6. А. П. Бурмак, С. І. Сидоренко, М. О. Васильєв, С. М. Волошко, *Наукові вісті НТУУ “КПР”*, №1: 57 (2013).
7. В. Ю. Борозна, Повышение физико-механических свойств титановых сплавов путем модифицирования поверхности и формирования композитного металл-полимерного слоя ультразвуковой обработкой (Автореф. дис. канд. техн. наук) (Юрга: 2011).
8. М. А. Васильєв, Г. І. Прокопенко, В. С. Филатова, *Успехи физ. мет.*, **5**: 345 (2004).
9. P. B. Kadolkar, T. R. Watkins, J. Th. M. De Hosson, B. J. Kooi, and N. B. Dahotre, *Acta Mater.* **55**: 1203 (2007).
10. S. Romankov, S. D. Kaloshkin, Y. Hayasaka, Zh. Sagdoldina, S. V. Komarov, N. Hayashi, and E. Kasai, *J. Alloys Compd.*, **483**: 386 (2009).
11. С. І. Сидоренко, С. М. Волошко, І. Є. Котенко, А. П. Бурмак, *Металлофиз. новейшие. технол.*, **34**, №8: 1101 (2012).
12. B. N. Mordyuk, G. I. Prokopenko, Yu. V. Milman, M. O. Iefimov, K. E. Grinkevich, A. V. Sameljuk, and I. V. Tkachenko, *Wear*, **319**: 84 (2014).
13. B. N. Mordyuk and G. I. Prokopenko, Ultrasonic impact treatment – an effective method for nanostructuring the surface layers of metallic materials, in *Handbook of Mechanical Nanostructuring*, Wiley-VCH (2015) 417–434.
14. B. N. Mordyuk, V. V. Silberschidt, G. I. Prokopenko, Yu. V. Nesterenko, and M. O. Iefimov, *Mater. Charact.*, **61**: 1126 (2010).
15. B. N. Mordyuk, M. O. Iefimov, K. E. Grinkevich, M. I. Danylenko, and A. V. Sameljuk, *Surf. Coat. Technol.* **205**: 5278 (2011).
16. М. О. Васильєв, Б. М. Мордюк, С. І. Сидоренко, С. М. Волошко, А. П. Бурмак, *Металлофиз. новейшие технол.*, **37**, №9: 1269 (2015).
17. Z. Zhang and D. L. Chen, *Scr. Mater.* **54**: 1321 (2006).
18. R. L. Deuis, C. Subramanian, and J. M. Yellup, *Compos. Sci. Technol.* **57**: 415 (1997).